

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
СУМСЬКИЙ ДЕРЖАВНИЙ УНІВЕРСИТЕТ
Факультет електроніки та інформаційних технологій

Кафедра електроніки, загальної та прикладної фізики

Кваліфікаційна робота бакалавра
**МАГНІТОРЕЗИСТИВНІ ВЛАСТИВОСТІ НАНОРОЗМІРНИХ ПЛІВОК
НА ОСНОВІ ПЕРМАЛОЮ ТА СРІБЛА**

Студент гр. ЕП-41

М.С. Овруцький

Науковий керівник,
к.ф.-м.н., доцент кафедри ЕЗПФ

І.М. Пазуха

Суми – 2018

РЕФЕРАТ

Об'єктом дослідження дипломної роботи були магніторезистивні властивості плівкових зразків на основі пермалою $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ (Ru) та срібла (Ag).

Мета даної роботи полягала у дослідження магніторезистивних властивостей плівкових систем на основі Ru та Ag, отриманих методом одночасної електронно-променевої конденсації, та встановлення особливостей їх польових залежностей магнітоопору у залежності від концентрації атомів немагнітного матеріалу, а також вивчення впливу режиму термообробки на величину магнітоопору (МО). Концентрація компонент визначалася методом рентгенівського енерго-дисперсійного аналізу (прилад Tescan VEGA3) з точністю 1 ат. %.

Аналіз залежностей магнітоопору від прикладеного магнітного поля при трьох геометріях вимірювання (поздовжній, поперечній та перпендикулярній) показав, що при концентрації срібла $c(\text{Ag}) = 60$ ат. % величина МО має найбільше значення (1,47%). Термообробка зразків до 500 K призводить до збільшення величини МО на всьому діапазоні концентрацій (максимальна величина становить 1,82 % при $c(\text{Ag}) = 60$ ат. % та $T_{\text{в}} = 500$ K), а подальше збільшення температури відпалювання – до поступового її зменшення.

Робота викладена на 32 сторінках, в тому числі включає 17 рисунків, використано 23 літературних джерела.

КЛЮЧОВІ СЛОВА: ОДНОЧАСНА КОНДЕНСАЦІЯ, ПОЛЬОВІ ЗАЛЕЖНОСТІ, МАГНІТООПР, ТЕРМООБРОБКА.

ЗМІСТ

	с.
ВСТУП.....	5
РОЗДІЛ 1. МАГНІТОРЕЗИСТИВНІ ВЛАСТИВОСТІ ТОНКИХ ПЛІВОК НА ОСНОВІ ПЕРМАЛОЮ ТА СРІБЛА (ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД)	6
1.1 Магніторезистивні властивості плівок пермалою	6
1.2 Особливості магніторезистивних властивостей плівкових систем на основі пермалою та срібла.....	9
РОЗДІЛ 2. МЕТОДИКА І ТЕХНІКА ЕКСПЕРИМЕНТУ.....	14
2.1 Методика одержання плівкових систем на основі пермалою та срібла.....	14
2.2. Методика вимірювання магнітоопору	17
РОЗДІЛ 3. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ РЕЗУЛЬТАТИ	22
3.1. Магніторезистивні властивості тонких плівок пермалою та срібла.....	22
ВИСНОВКИ	29
СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ	30

ВСТУП

Розвиток магнітоелектроніки і сенсорного приладобудування тісно пов'язаний із пошуком нових функціональних матеріалів у вигляді магнітонеоднорідних багатошарових плівок, мультишарів та гранульованих сплавів.

Явище гігантського магнітоопору (ГМО), яке спостерігається в плівкових системах у вигляді гранульованих сплавів чи мультишарів, сформованих на основі магнітних і немагнітних матеріалів, інтенсивно досліджується протягом останніх десятиліть. Структури, в яких реалізується явище ГМО, знайшли практичне застосування при формуванні головок магнітного запису та датчиків магнітного поля.

Плівкові структури, сформовані методом одночасної конденсації магнітних і немагнітних компонент, також викликають зацікавленість дослідників, оскільки, як раніше було показано, величина МО в таких структурах може конкурувати з багатошаровими структурами при вимірюванні у площині зразка, а також проявляти ізотропний характер польових залежностей магнітоопору при певній концентрації компонент. При цьому їх магніторезистивні властивості суттєво залежать від таких факторів як компоненти магнітного матеріалу, методу та умов їх отримання, а також режиму термообробки.

Плівкові системи, до складу яких входить магнітом'який сплав пермалой $\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}$ (Py) та немагнітний метал Ag відносить до структур, в яких за певних умов може бути реалізований ефект гігантського магнітоопору.

Метою даної роботи було дослідження магніторезистивних властивостей плівкових систем на основі Py та Ag, отриманих методом одночасної електронно-променевої конденсації та встановлення особливостей їх польових залежностей магнітоопору у залежності від концентрації атомів немагнітного матеріалу, а також вивчення впливу режиму термообробки на величину МО.

РОЗДІЛ 1

МАГНІТОРЕЗИСТИВНІ ВЛАСТИВОСТІ ТОНКИХ ПЛІВОК НА ОСНОВІ ПЕРМАЛОЮ ТА СРІБЛА (ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД)

1.1 Магніторезистивні властивості плівок пермалою

Пермалой – це магнітом’який феромагнетний матеріал на основі Ni та Fe при концентрації атомів Fe (c_{Fe}) до 50 ат.%. Не зважаючи на те, що різні аспекти та особливості структурних, магнітних, магніторезистивних, електрофізичних, механічних та ін. властивостей широко вивчаються протягом останніх десятиліть, дослідження плівкових стопів пермалою залишається актуальним і на цей час. Це пов’язано, насамперед, з сучасним і потенційним використанням магнітом’яких матеріалів при виготовленні різних типів магнітних пристроїв (наприклад, давачів, електродвигунів, трансформаторів [1-3]) або в електронному обладнанні [4, 5]. Комплексний аналіз впливу температури відпалювання і температури підкладки на електрофізичні (питомий опір) та магнітні (залишкова намагнетованість, коерцитивність) властивості, магнітну мікроструктуру, спінову поляризацію, центри пінінгу стопу $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ було виконано в роботі [6]. Мета роботи [6] полягала в поліпшенні зазначених вище властивостей для подальшого використання пермалою при розробленні нового типу енергонезалежної «race track» пам’яти, запатентованої в 2008 році Паркіном та ін. [7], або як спін-інжектора в спін-клапанних структурах [8, 9].

Результати дослідження магнітоопору плівок пермалою в діапазоні товщин 15-600 нм, одержаних різними методами, залежно від C_{Ni} , температури мірювання і матеріалу підложжя при поздовжній орієнтації магнітного поля. Величина МО плівок $\text{Ni}_x\text{Fe}_{1-x}$ при температурі мірювання $T = 300$ К змінюється в межах від 0,1 (у деяких випадках для зразків товщиною 20 нм навіть менше 0,1% [10]) до 5% [10]. У середньому величина МО при кімнатній температурі становить 3%. При зменшенні температури мірювання до 77 К відбувається зростання МО майже в 2,5 рази [11], а при 4,2 К – в 3-3,5 рази. Аналізуючи дані, одержані

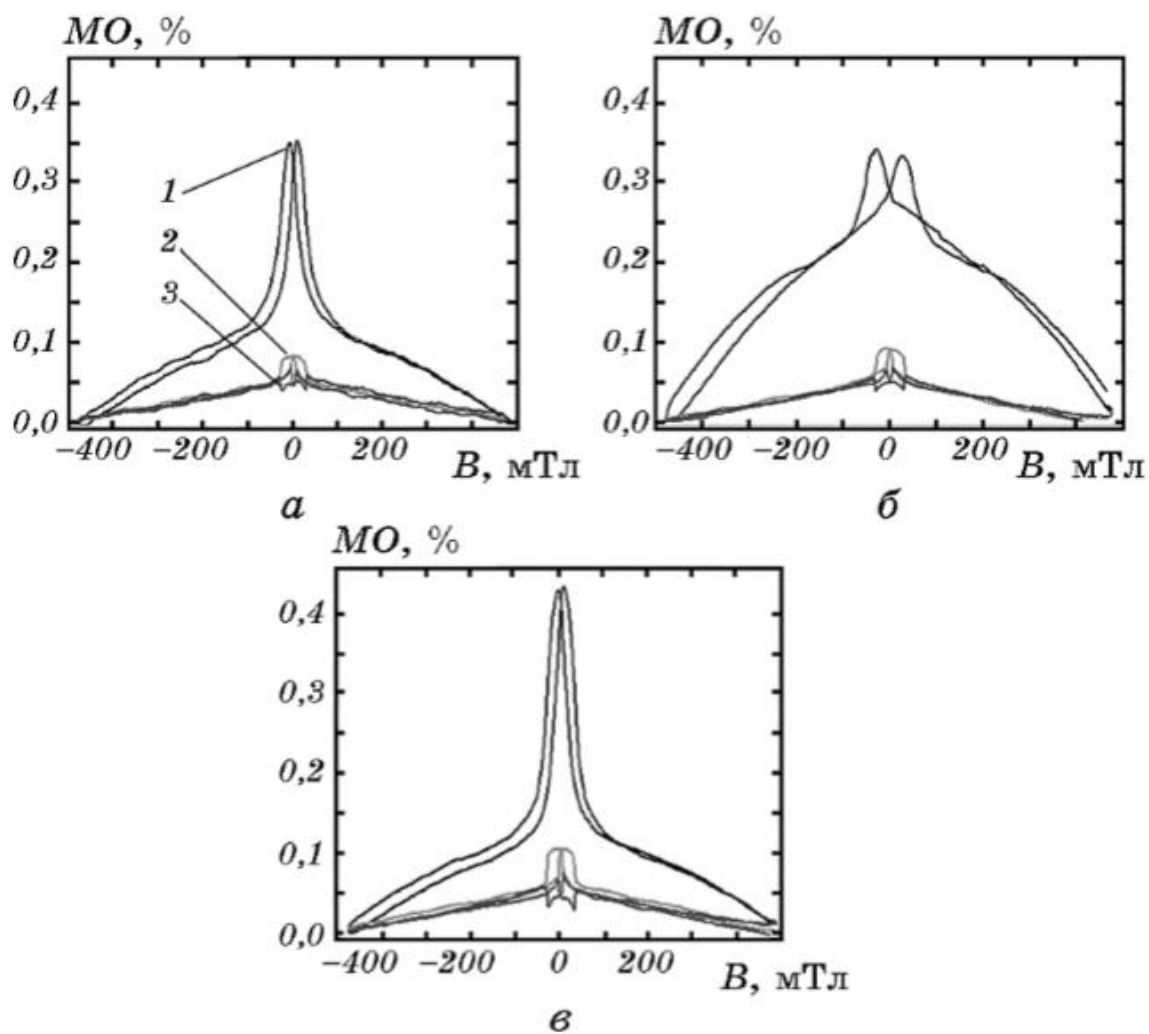


Рисунок 1.1 – Залежність МО від індукції магнітного поля для плівки $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}(37)/\text{П}$ після конденсації (а) та термовідпалювання до $T_{\text{в}} = 700$ (б) і 900 К (в). Орієнтація магнітного поля відносно напрямку протікання струму: перпендикулярна (1), поперечна (2) і поздовжня (3). Із роботи [12]

в цій роботі, необхідно відмітити, що найбільшу величину магнетоопору 0,35% було одержано при $c_{\text{Ni}} = 80$ ат.% і $d = 37$ нм при перпендикулярній орієнтації магнітного поля ($T = 300$ К). При переході до поперечної орієнтації магнітного поля відбувається зменшення величини МО в 4 рази. На рисунку 1.1 наведено польові залежності магнетоопору для даного зразка $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}/\text{П}$. Процес термовідпалювання до $T_{\text{в}} = 700$ і 900 К призводить до зростання величини МО при всіх трьох орієнтаціях магнітного поля, до того ж при 700 К відбувається зміна характеру польових залежностей магнетоопору та зростання коерцитивності, що пов'язано з інтенсивними рекристалізаційними процесами, які викликають зміни в доменній структурі зразка. Зазначимо, що подібна динаміка зміни МО спостерігалася практично для всіх концентрацій та товщин, досліджених у роботі. Згідно з [11], у ході термовідпалювання плівок пермалою $\text{Ni}_{50}\text{Fe}_{50}$ також спостерігалася збільшення величини МО в 1,5-2 рази.

Процес термовідпалювання призводить до змін форми петель магніторезистивних залежностей при всіх трьох орієнтаціях магнітного поля, при цьому величина коерцитивної сили при поперечній і поздовжній орієнтаціях фактично не змінюється, а при перпендикулярній, як це можна побачити з рис. 1.1 а і 1.1 б, дещо зменшується.

Величина магнітоопору після відпалювання при поперечній і поздовжній орієнтаціях дещо збільшується, однак несуттєво ($\text{МО} < 0,1\%$), в той час як при перпендикулярній орієнтації магнітоопір зростає майже у п'ять разів.

Найбільше ж значення $\text{МО} = 0,44\%$ було отримано для зразка $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}(22)/\text{П}$ при перпендикулярній орієнтації магнітного поля після термовідпалювання до 900 К (рис 1.1, в).

При цьому магнітні властивості плівок пермалою можуть суттєво змінитися шляхом додавання атомів немагнітного матеріалу при формуванні структур методом одночасної конденсації або шляхом формування багат шарових плівкових систем методом пошарової конденсації.

1.2 Особливості магніторезистивних властивостей плівкових систем на основі пермалою та срібла

У роботі [13] були проведені дослідження плівкових систем на основі $\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}$ та Ag в діапазоні концентрації атомів срібла в діапазоні $5 \leq c(\text{Ag}) \leq 95$, $c(\text{Ag})$ в ат.%, отриманих методом електронно-променевої одночасної конденсації у вакуумі 10^{-4} Па з використанням двох незалежних джерел $\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}$. Була сформована серія плівкових зразків загальною товщиною 200 нм на підкладки, розміщені в ряд довжиною 450 мм.

Результати досліджень МО для поздовжньої та поперечної геометрій вимірювання для зразків з різною концентрацією атомів срібла представлені на рис. 1.2. Аналіз даних залежностей показав, що при великих концентраціях $c(\text{Ag}) \geq 88$ ат.% величина магнітоопору зразків менше 1%, при цьому на польових залежностях магнітоопору відсутні насичення в магнітному полі і до 8.2 кеВ та не спостерігається гістерезис (куполоподібна форма кривих $\text{MO}(H)$). Амплітуда МО збільшується при зменшенні концентрації срібла і досягає максимального значення при $c(\text{Ag}) = 79$ ат.%. Форма польових залежностей магнітоопору змінюється, зберігається ізотропність за відсутності поля насичення. При подальшому зменшенні концентрації немагнітного матеріалу відбувається зменшення амплітуди магнітоопору зменшується та починає проявлятися анізотропія при переході від поперечної до поздовжньої геометрій вимірювання. Залежності $\text{MO}(H)$ для плівкових зразків з концентрацією $c(\text{Ag}) = 8$ ат. % мають форму характерну для феромагнітних плівок, що не містять домішок атомів немагнітного матеріалу.

Як показали автори роботи [13] процес відпалювання призводить до зменшення величини МО для всього досліджуваного діапазону концентрацій.

Концентраційна залежність магнітоопору до (при кімнатній та гелевій температурах) та після термообробки, отримані в роботі [13] для поздовжньої геометрії вимірювання представлена на рис. 1.2. Як видно з рис. 1.3 максимальна величина МО була отримані при $c(\text{Ag}) \geq 79$ ат.% і становить 6%

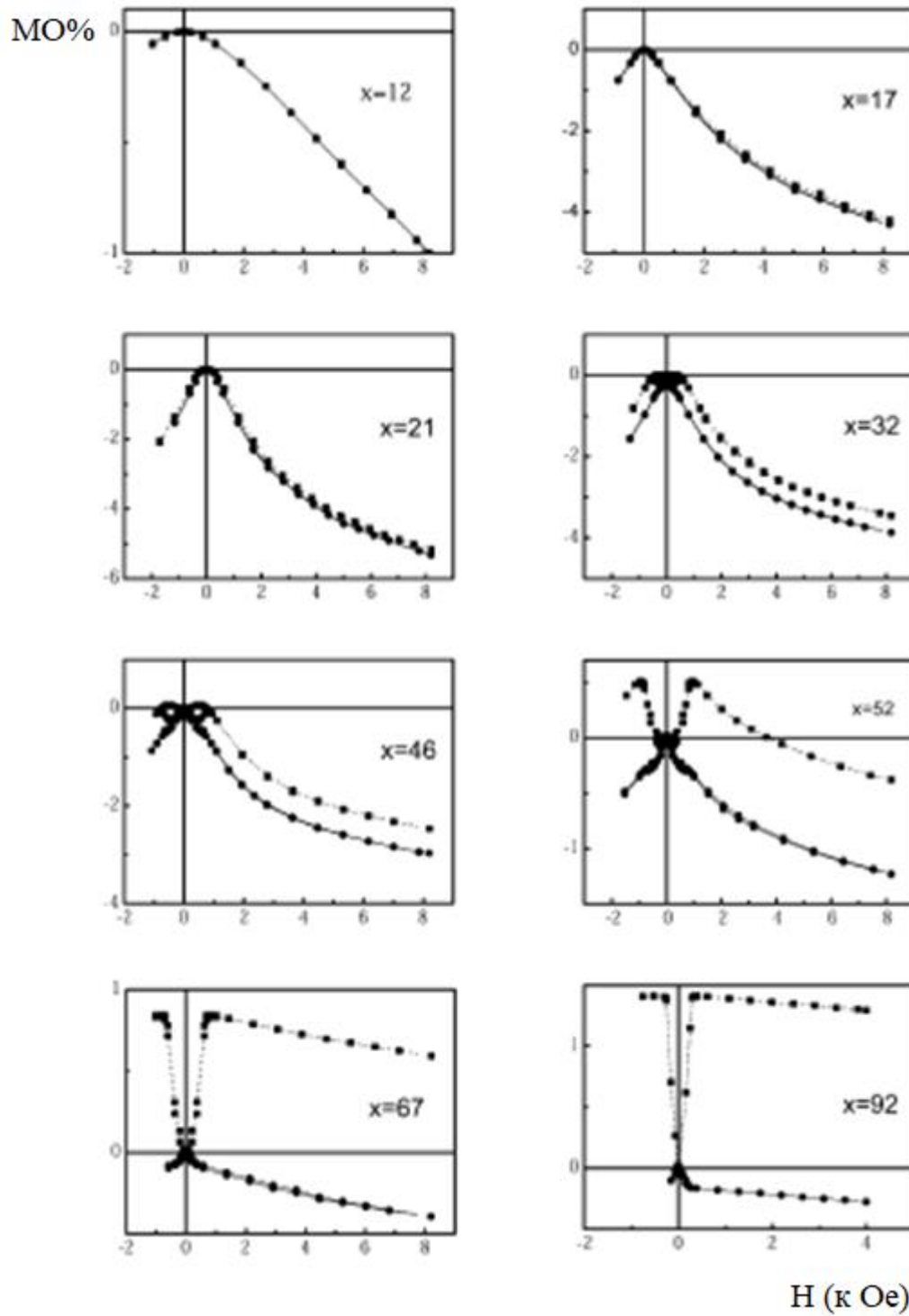


Рисунок 1.2 – Польові залежності МО для плівкових системах на основі пермаллою $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ (Py) та Ag, отриманих методом одночасного електронно-променевого осадження для поздовжньої $\parallel(\blacksquare)$ та поперечної $T(\circ)$ геометрій вимірювання. Із роботи [13]

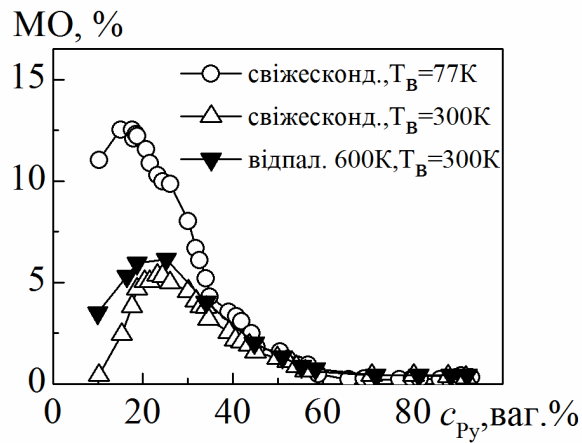


Рисунок 1.3 – Залежність величини МО від концентрації атомів пермаллою у плівкових системах на основі пермаллою $Ni_{80}Fe_{20}$ (Py) та Ag, отриманих методом одночасного електронно-променевого осадження. Із роботи [13]

при кімнатній температурі та 13% при вимірюванні при температурі рідкого азоту.

У роботі [12] було досліджено вплив температури термообробки на магніторезистивні властивості багатошарових плівкових системи зразків $[NiFe(2\text{ нм})/Ag(4\text{ нм})]_{20}/P$, отриманих методом магнетронного розпилення на підкладки монокристалічного кремнію Si(100). Загальна товщина зразків становила 300 нм.

Як показали автори роботи [12], під час процесу відпалювання відбувається зміна магнітних властивостей системи, яка відображається на рис 1.4. У лівій колонці показані результати вимірювання польових залежностей магнітоопору у поздовжній геометрії вимірювання, а у правій колонці показані результати вимірювання польових залежностей магнітоопору у перпендикулярній геометрії вимірювання на рис. 3.1 а-е для обох геометрій вимірювання представлена еволюція залежностей $MO(H)$ для свіжо сконденсованого зразка та зразків відпалених протягом різного інтервалу часу. Час відпалювання становив: 1,5, 2, 2,5 і 3 год. Як видно з рис. 1.3. вже після відпалювання протягом 1,5 год. польові залежності магнітоопору у поздовжній геометрії вимірювання починають виходити на насичення, в той час як у

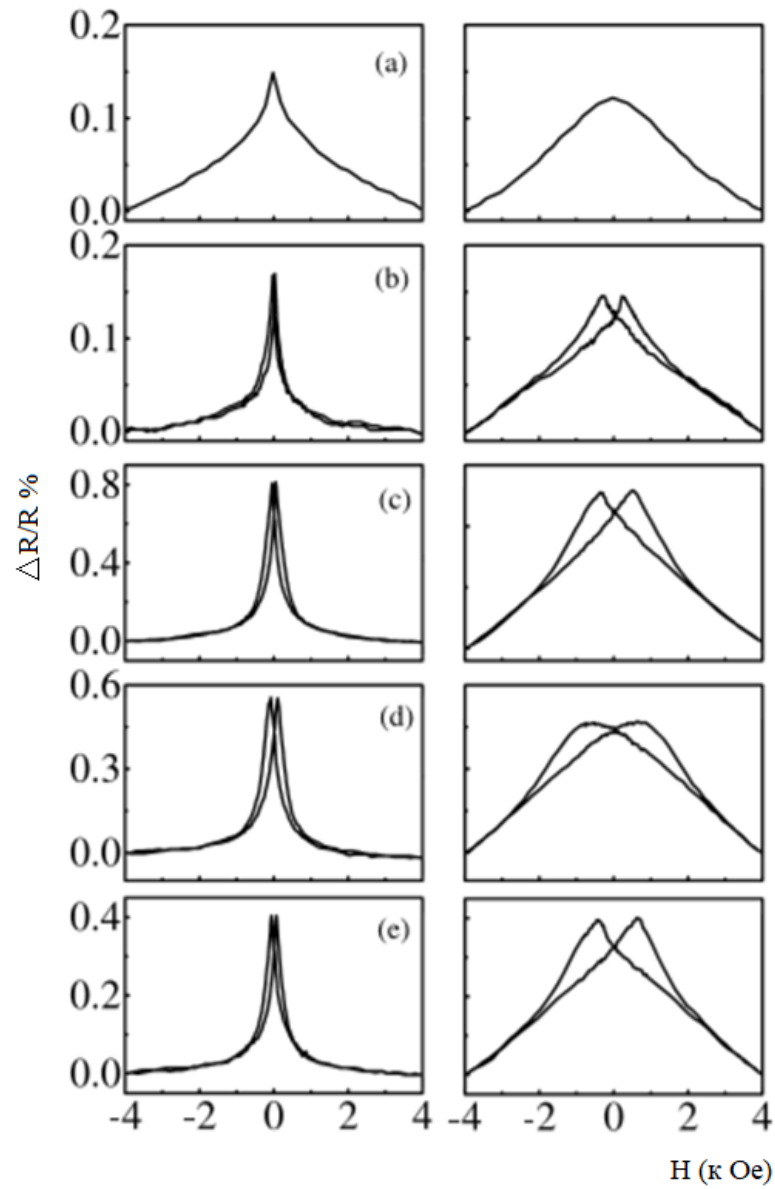


Рисунок 1.4 – Зміна форми польових залежностей магнітоопору для плівкових зразків $[\text{NiFe}(2 \text{ нм})/\text{Ag}(4 \text{ нм})]_{20}/\text{П}$ при вимірювання у поздовжній (ліворуч) та перпендикулярній (праворуч) геометрії вимірювання після конденсації та відпалювання протягом 1,5, 2, 2,5 та 3 годин. Із роботи [12]

перпендикулярній геометрії насичення не спостерігається навіть при відпалюванні протягом 3,5 год. Це свідчить про той факт, що вісь легкого намагнічування знаходься у площині зразка. Максимальна величина для обох геометрій вимірювання була отримана після відпалювання протягом 2 год (0,8 %). Подальший процес відпалювання призводить до зменшення величини МО внаслідок розмиття межі поділу шарів та інтенсивного росту зерен магнітного і немагнітного матеріалів.

На основі проведеного аналізу можна зробити висновок, що більш перспективними з точки реалізації ефекту ГМО та отримання більш високих його значень, є системи на основі Ru та Ag, отримані методом одночасного електронно-променевого випарування з двох незалежних джерел у порівнянні з пошаровою конденсацією.

При цьому залишається не вивченим у повному обсязі вплив термообробки на магніторезистивні властивості плівкових систем на основі Ru та Ag в широкому діапазоні температур, що й буде зроблено в даній роботі.

РОЗДІЛ 2

МЕТОДИКА І ТЕХНІКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

2.1 Методика одержання плівкових систем на основі пермалою та срібла

У роботі була поставлена задача дослідження магніторезистивних властивостей тонкоплівкових структур на основі пермалою Ру та срібла, отриманих методом одночасної конденсації, з метою дослідження магнітних властивостей пермалою Ру та срібла з різними концентраціями.

Різні літературні дані свідчать про той факт, що електрофізичні властивості плівкових структур, отриманих одночасною конденсацією компонентів, залежать від їх концентрації. Тому для реалізації поставленої мети була отримана серія тонкоплівкових структур (Ру+Ag) з різною концентрацією компонент [14].

В процесі виготовлення чутливих елементів, важливу роль відіграє підкладка, оскільки до неї висуваються такі вимоги як: діелектрична, температурна стійкість, низький температурний коефіцієнт лінійного розширення, при цьому шорсткість повинна бути не нижче 14 класу і мати високу механічну міцність [15]. Саме тому, для проведення даного експерименту і були використані ситалові підкладки [15], які були взяті за основу при дослідженні магніторезистивних властивостей плівкових систем.

Осадження одночасно проводилось на 8 підкладки з ситалу, розміром 1×1 см (10×10 мм) зі використанням маски рисунок 2.1. Схема конденсації зображена на рисунку 2.2. У якості випарників були використані електронно-променеві гармати. Температура підкладки складала $T_{\text{П}} = T = 300\text{К}$.

Як вже зазначалося вище, тонкоплівкові структури на основі Ру та Ag отримувалися методом одночасного електронно-променевого випарування відповідно пермалою 79 НМ (79-80 мас.% Ni, 4-5 мас.% Мо, 15-16 мас.% Fe) та

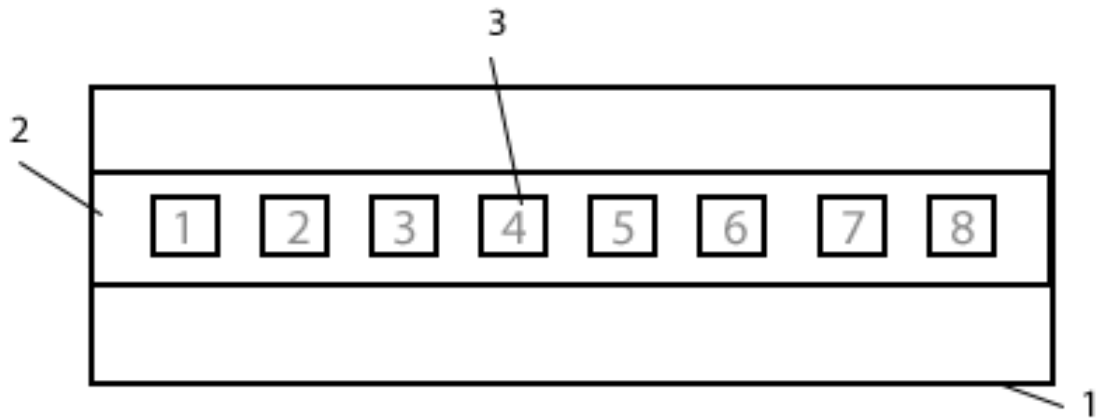


Рисунок 2.1 – Схематичне зображення підкладотримач, що була використана при одержанні плівкових зразків на основі Pu та Ag з різною концентрацією компонент: 1 - підкладотримач; 2 – маска; 3 -підкладки з ситалу

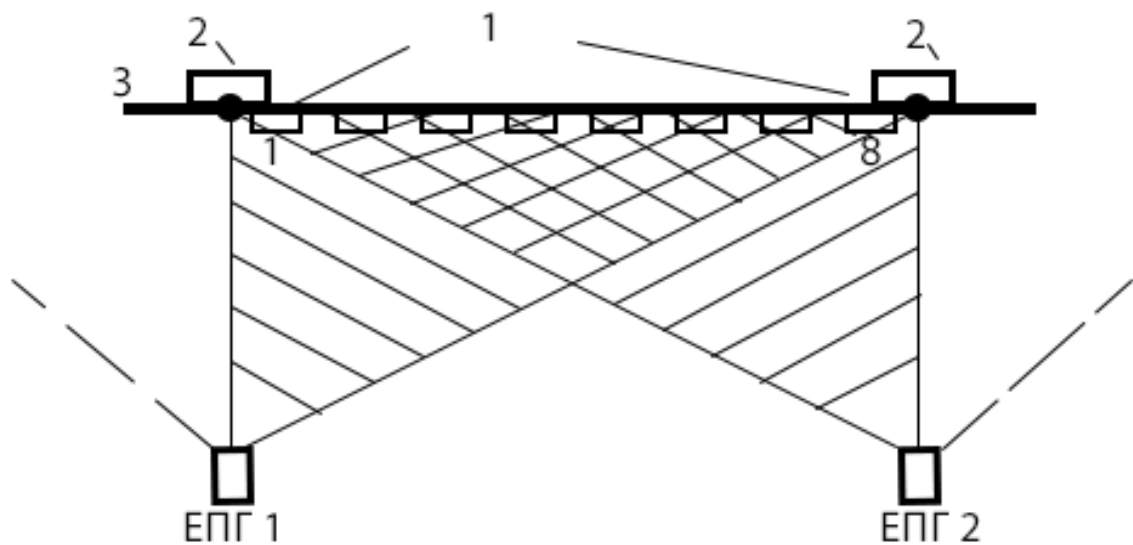


Рисунок 2.2 – Схематичне зображення системи випаровувача: ЕПГ1, ЕПГ2 – електронно-променеві гармати Pu та Ag відповідно; 1 –зразки с 1 по 8; 2 – кварцовий резонатор; 3 – підкладотримач

срібла (чистота 999,9) при кімнатній температурі зі швидкістю $\omega = 0,1$ нм/с в установці ВУП-5М ($p \sim 10^{-4}$ Па) згідно схеми, представленої на рисунку 2.2.

Товщина компонент (Ag+Pu) розраховувалася окремо для кожного зразка. Виходячи із геометрії рисунок 2.2 товщину кожної компоненти плівки в точці а можна розрахувати за співвідношеннями:[16]

$$d_1 = d_{01} \cdot \left[1 + \left(\frac{l_1}{h} \right)^2 \right]^{-\frac{3}{2}}, \quad d_2 = d_{02} \cdot \left[1 + \left(\frac{l_2}{h} \right)^2 \right]^{-\frac{3}{2}}, \quad (2.1)$$

де d_0 – товщина плівки в точці, що розміщена над випарником;

l – відстані від точки над випарником до зразка;

h – відстань від випарника до тримача зразків;

Ефективна товщина компонентів плівкової системи та загальна товщина зразка визначалися «*in situ*» за допомогою методу кварцового резонатора. Використовувалися кварцові пластини РГ-08 з резонансною частотою 6 МГц, що вмикалися в схему генератора. Для живлення генератора використовувалося стабілізоване джерело живлення Б5-50. Частота вихідного сигналу вимірювалася приладами Ф5035 або ЧЗ-34А. Товщина плівок визначалася за співвідношенням [17]:

$$d = \frac{N_q \cdot \rho_q}{\rho_f \cdot f_q^2} \cdot (f_q - f) \quad (2.2)$$

де, ρ_q, ρ_f – питома густина (кг/м³) кварцу та плівки відповідно;

f_q, f – резонансні частоти кварцової пластини (Гц) перед та після напilenня відповідно;

$N_q = 1,668 \cdot 10^3$ Гц·м – частотна константа, яка залежить від кристалографічної орієнтації площини зрізу кварцової пластини.

Одним з суттєвих джерел похибки вимірювання методом кварцового

резонатора є температурна нестабільність його резонансної частоти. Вказана похибка зводиться до мінімуму шляхом термостабілізації датчика товщини.

Загальна товщина плівок додатково перевірялася методом оптичної інтерферометрії (прилад МП-4) з точністю $\pm 10\%$.

Досліджуючи зразки а також точне прогнозування електрофізичних та магнітних властивостей, важливо знати їх хімічний склад та співвідношення концентрацій елементів. Для розв'язання такої задачі слід використовувати енергодисперсійний спектральний аналіз. Концентрація елементів в тонкоплівкових зразках визначалася за співвідношенням:

$$c_{Fe} = \frac{D_{Fe} d_{Fe} \mu_{Fe}^{-1}}{D_{Fe} d_{Fe} \mu_{Fe}^{-1} + D_{Ag} d_{Ag} \mu_{Ag}^{-1}}, \quad (2.3)$$

де D – густина;

μ – молярна маса елементів;

d – ефективна товщина плівки для кожного плівкового шару.

Хімічний склад зразків перевірявся методом енергодисперсійного аналізу (прилад Tescan VEGA3), який забезпечує точність визначення компонент ± 1 ат.% (приклади енергодисперсійних спектрів наведені на рисунку 2.3). Таким чином були дослідженні зразки (Ру+Аг)/П загальною товщиною 55 нм при $c(\text{Ag}) = 20\text{-}80$ ат.%.

2.2. Методика вимірювання магнітоопору

Магніторезистивний (МР) ефект — зміна електричного опору матеріала під впливом магнітного поля. Вимірювання магнітоопору (МО) плівкової системи може виконуватися у двох геометріях, які відрізняються напрямом протікання струму. У випадку паралельної геометрії (CIP – геометрія, тобто current-in-plane) напрям протікання струму паралельний до інтерфейсів між шарами структури. Перпендикулярна геометрія (CPP – геометрія, тобто current-

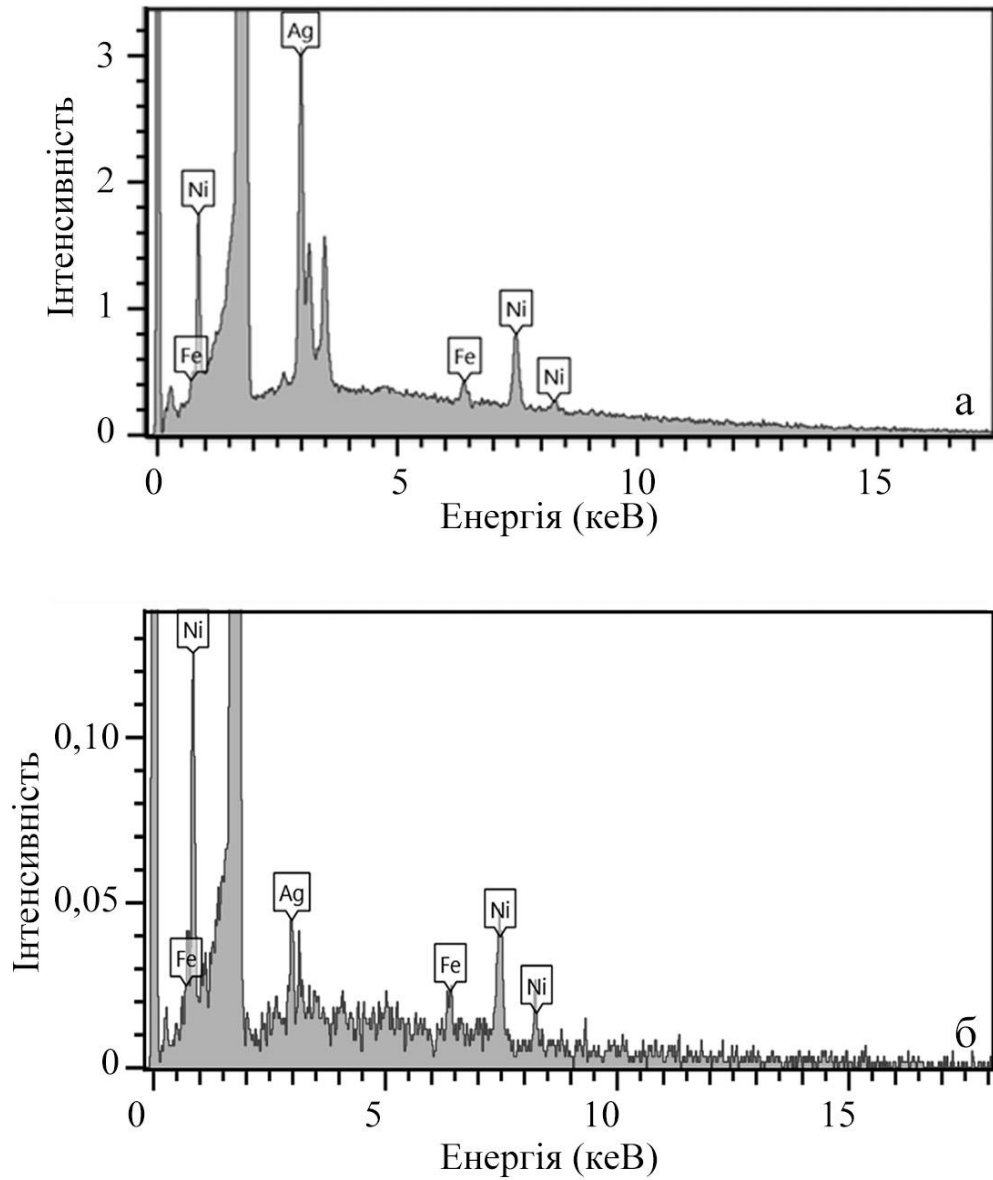


Рисунок 2.3 – Енергодисперсійні спектри для плівкових наноструктур сплаву (Ру+Ag)/П товщиною 55 нм при концентрації срібла 80 ат.% та 20 ат.% після конденсації. П – підкладка

perpendicular-to-plane) характеризується ортогональним напрямом протікання струму до площини плівки. У перпендикулярному напрямку розмір системи малий, а відповідно і опір плівки та його зміна мають невеликі значення, які складно зафіксувати, тому при виконанні роботи вимірювання МО проводилося лише у СІР-геометрії. Вимірювання магнітоопору (МО) проводилося при кімнатній температурі у трьох орієнтаціях магнітного поля: перпендикулярній (\perp), поперечній (\perp) і поздовжній (\parallel). При поздовжній орієнтації лінії магнітного поля паралельні напрямку протікання струму та площині поверхні плівки, при перпендикулярній – перпендикулярні напрямку протікання струму та площині зразка, при поперечній – перпендикулярні напрямку протікання струму та паралельні поверхні плівки (рис. 2.4).

Дослідження магніторезистивних властивостей проводилося при використанні програмно-автоматизованої установки (рис. 2.5) [18, 19] по чотириточковій схемі (рис. 2.6) у зовнішньому магнітному полі від 0 до 500 мТл. Апаратна частина системи складається з електромагніту для створення магнітного поля; датчика Холла для вимірювання величини індукції магнітного поля; тримача зразка для дослідження; системи збору даних; крокового двигуна; лабораторного автотрансформатора та контактора для зміни полярності. Управління кроковим двигуном та переключенням полярності відбувається через LPT порт [19]. Керування процесом вимірювання відбувалося за допомогою програмного забезпечення, розроблене в середовищі LabVIEW. Зміна геометрії реалізовувалася за рахунок повороту зразка у

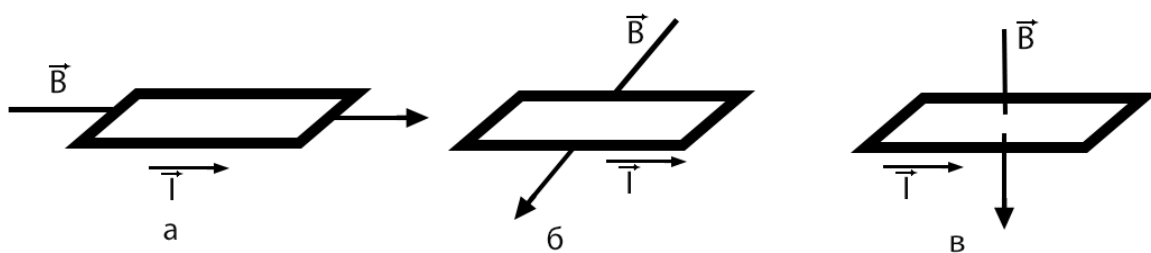


Рисунок 2.4 – Схеми поздовжньої (а), поперечної (б) та перпендикулярної (в) геометрій вимірювання магнітоопору

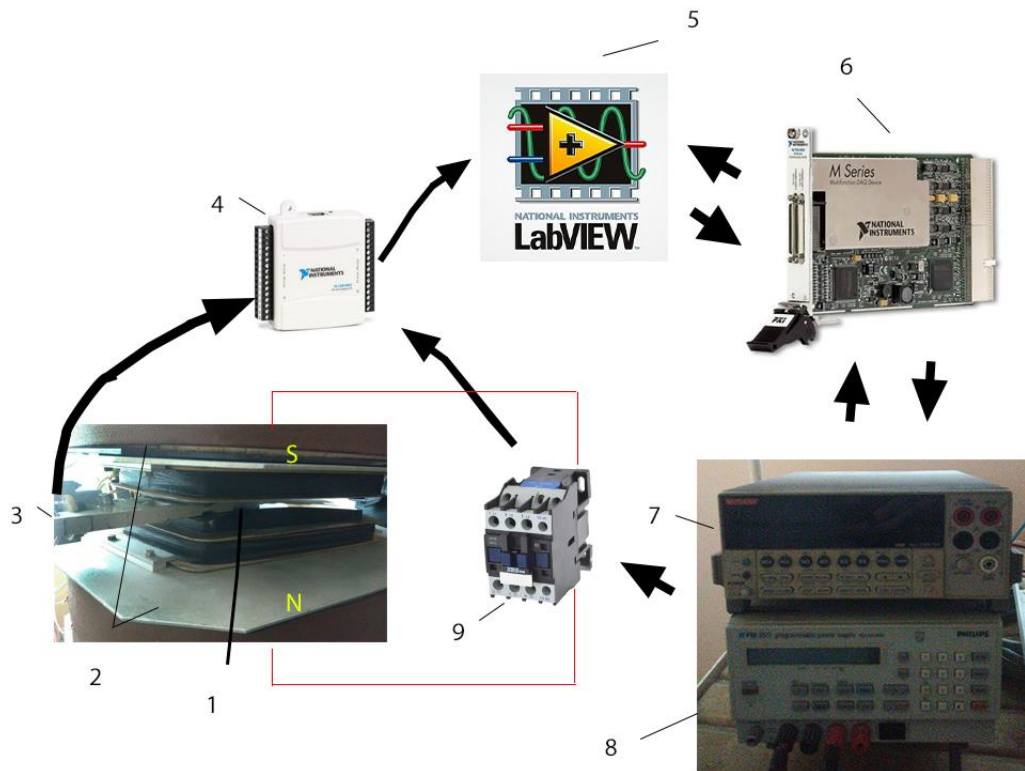


Рисунок 2.5 – Схема апаратної частини установки для вимірювання магнітоопору: 1 – датчик Холла 2 – електромагніт; 3 – тримач зразка з контактами; 4 – блок конекторів (NI USB – 6008); 5 – програмне забезпечення на платформі Labview; 6 – карта збору даних NI PCI-6031E; 7 – мультиметр (Keithley 2000 multimeter) 8 – блок живлення (Philips PM 2811 programmable power supply); 9 – контактор для зміни полярності магніту

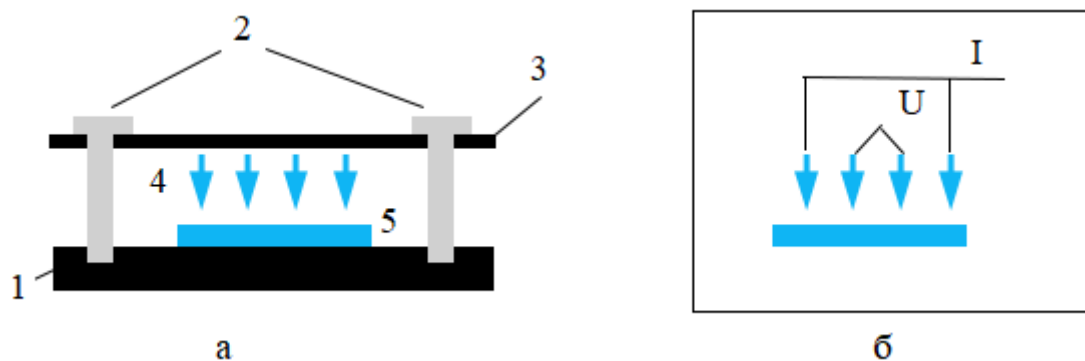


Рисунок 2.6 – Столика для вимірювання МО (а) та схема ввімкнення (б) відповідно : 1 – стеклолитна пластина; 2 – притискні гвинти; 3 – тримач контактів; 4 – контакти; 5 – зразок

просторі між сердечниками магніту [20].

Величина МО розраховувалася за співвідношенням [31]:

$$MO = [(R(B) - R(B_s)/R(B_s)] \cdot 100\%, \quad (2.8)$$

де $R(B_s)$ – електричний опір у магнітному полі насичення або у максимально можливому магнітному полі; $R(B)$ – поточне значення опору плівки в магнітному полі.

РОЗДІЛ 3 ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ РЕЗУЛЬТАТИ

3.1 Магніторезистивні властивості тонких плівок пермалою та срібла

У зразках, сформованих на основі плівок Pu і Ag , можуть реалізовуватись явища магніторезистивного (МО), анізотропного (АМО) і гігантського (ГМО) ефектів. Якщо під впливом зовнішнього магнітного поля електричний опір плівкового зразка зменшується і при цьому виконується нерівність $(R_B - R_0)/R_0 < 0$, а польова залежність має ізотропний характер, то в даному випадку проявляються ознаки ГМО. Якщо ж вищевказані умови не виконуються і величина опору зразка зростає, а $(R_B - R_0)/R_0 > 0$, то в такому випадку проявляється класичний магніторезистивний ефект.

У роботі були проведені дослідження магніторезистивних властивостей зразків $(Pu+Ag)/Pi$ загальною товщиною 55 нм в діапазоні концентрацій атомів срібла $c(Ag)$ від 20 до 80 ат. %.

На рис. 3.1 представлені польові залежності магнітоопору для плівкових систем на основі пермалою та срібла у свіжосконденсованому стані для трьох геометрій вимірювання (поздовжньої, поперечної та перпендикулярної) при $c(Ag) = 40$ (рис. 3.1а), 60 (рис. 3.1б), 75 ат. % (рис. 3.1в). На рис. 3.2, 3.3 представлені польові залежності магнітоопору для плівкових систем на основі пермалою та срібла після відпалювання до 500 і 700 К відповідно.

Аналізуючи отримані результати, можна сказати, що і форма польових залежностей $MO(B)$ і величина магнітоопору залежить від концентрації атомів срібла у зразку. Як видно з рис. 3.1, що при концентраціях срібла $c_{Ag} = 40$ та 60 ат. % спостерігається ізотропія польових залежностей магнітоопору, максимальна амплітуда якого становить 0,36 % і 1,46 % у поперечній геометрії вимірювання. В цілому ж величина МО фактично не залежить від геометрії

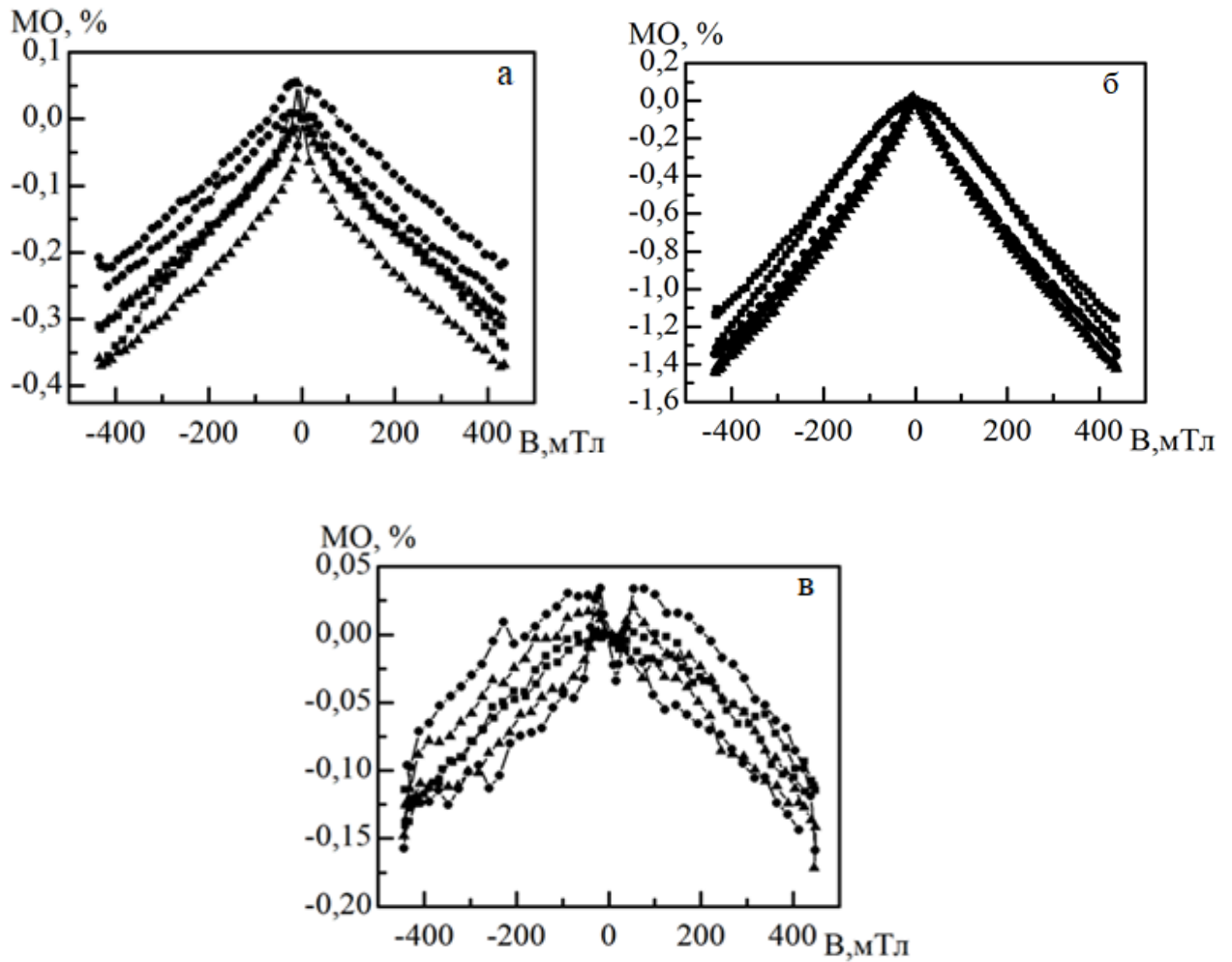


Рисунок 3.1 – Польові залежності МО для плівкових систем (Ru+Ag)/П, загальною товщиною 55 нм при концентраціях атомів срібла, $c(\text{Ag})$: 40 (а), 60 (б), 75 (в) ат.% у свіжесконденсованому стані, у трьох геометріях вимірювання: ●-поздовжня, ▲- поперечна, ■– перпендикулярна

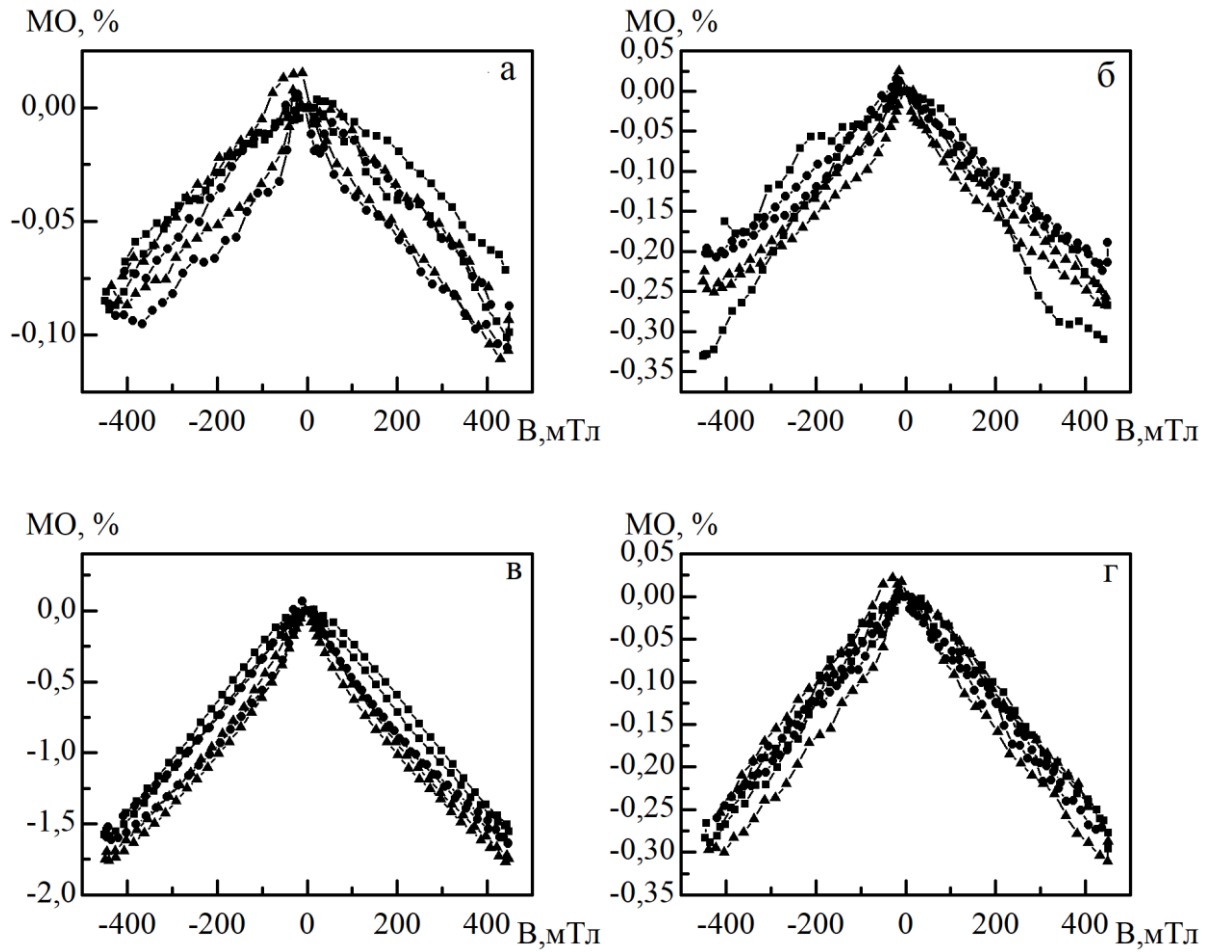


Рисунок 3.2 – Польові залежності МО для плівкових систем (Ru+Ag)/П, загальною товщиною 55 нм при концентраціях атомів срібла, $c(\text{Ag})$: 20 (а), 40 (б), 60 (в), 75 (г) ат.% термостабілізовані при 500 К, у трьох геометріях вимірювання: \bullet -поздовжня, \blacktriangle - поперечна, \blacksquare — перпендикулярна

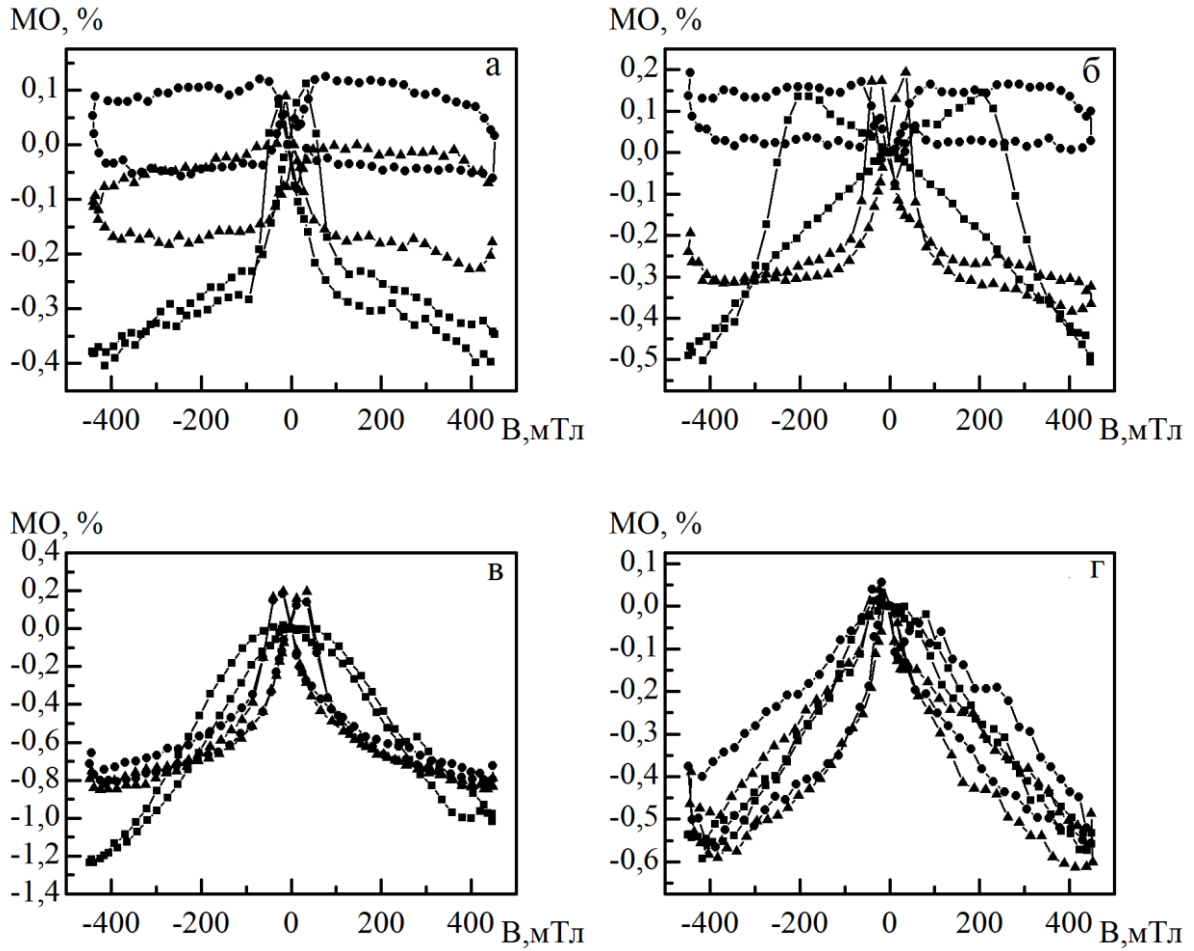


Рисунок 3.3 – Польові залежності МО для плівкових систем (Ру+Аg)/П, загальною товщиною 55 нм при концентраціях атомів срібла, $s(\text{Ag})$: 20 (а), 40 (б), 60 (в), 75 (г) ат.% термостабілізовані при 700 К, у трьох геометріях вимірювання: ●-поздовжня, ▲ - поперечна, ■— перпендикулярна

вимірювання. Це у комплексі з проявом ізоτροпії на польових залежностях свідчить про ознаки прояву гігантського магнітоопору. При подальшому збільшенні $c(\text{Ag})$ до 75 ат. % відбувається зменшення величини МО до 0,19 %. При цьому спостерігається зміна характеру польових залежностей з ізоτροпною на анізоτροпну.

Також необхідно відмітити, що залежності $\text{МО}(B)$ для всіх плівкових зразків в діапазоні концентрацій $c(\text{Ag}) = 20\text{-}80$ ат.% після конденсації характеризуються відсутністю поля насичення.

Узагальнена концентраційна залежність величини магнітоопору від концентрації атомів срібла в системі для всіх трьох геометрій вимірювання МО після конденсації представлена на рис. 3.4. Як видно з даних залежностей концентраційна залежність МО має чітко виражений максимум при $c_{\text{Ag}} = 60$ ат. %. Згідно роботи [13], при невеликих значення концентрації атомів срібла (20 ат.%) величина магнітоопору невисока (до 0,3 %). Це пов'язано з тим, що при малих концентраціях срібла кількість ізольованих магнітних кластерів незначна, а властивості плівкової системи ($\text{Ru} + \text{Ag}$) близькі до властивостей типового феромагнітного матеріалу з легкою віссю намагнічування [21], а структура плівкових зразків складається з ансамблю магнітних кластерів, які випадковим чином розміщених у матриці немагнітного матеріалу. Внаслідок малої концентрації магнітної компоненти, взаємодія між магнітними кластерами буде слабкою. Як наслідок, для таких плівкових зразків величина МО є незначною (не перевищує 0,2% у всіх трьох геометріях вимірювання). При збільшенні концентрації Ag амплітуда МО зростає до 1,46 % при $c(\text{Ag}) = 60$ ат.%. Збільшення величини магнітоопору, швидше за все, пов'язано з тим, що при зменшенні концентрації немагнітної компоненти відбувається збільшення розмірів кластерів магнітної компоненти, а також зменшення відстані між ними, що й призводить до підсилення міжкластерної взаємодії і, як наслідок, до збільшення величини МО. Подальше збільшення концентрації срібла знов призводить до зменшення у величині магніторезистивного ефекту.

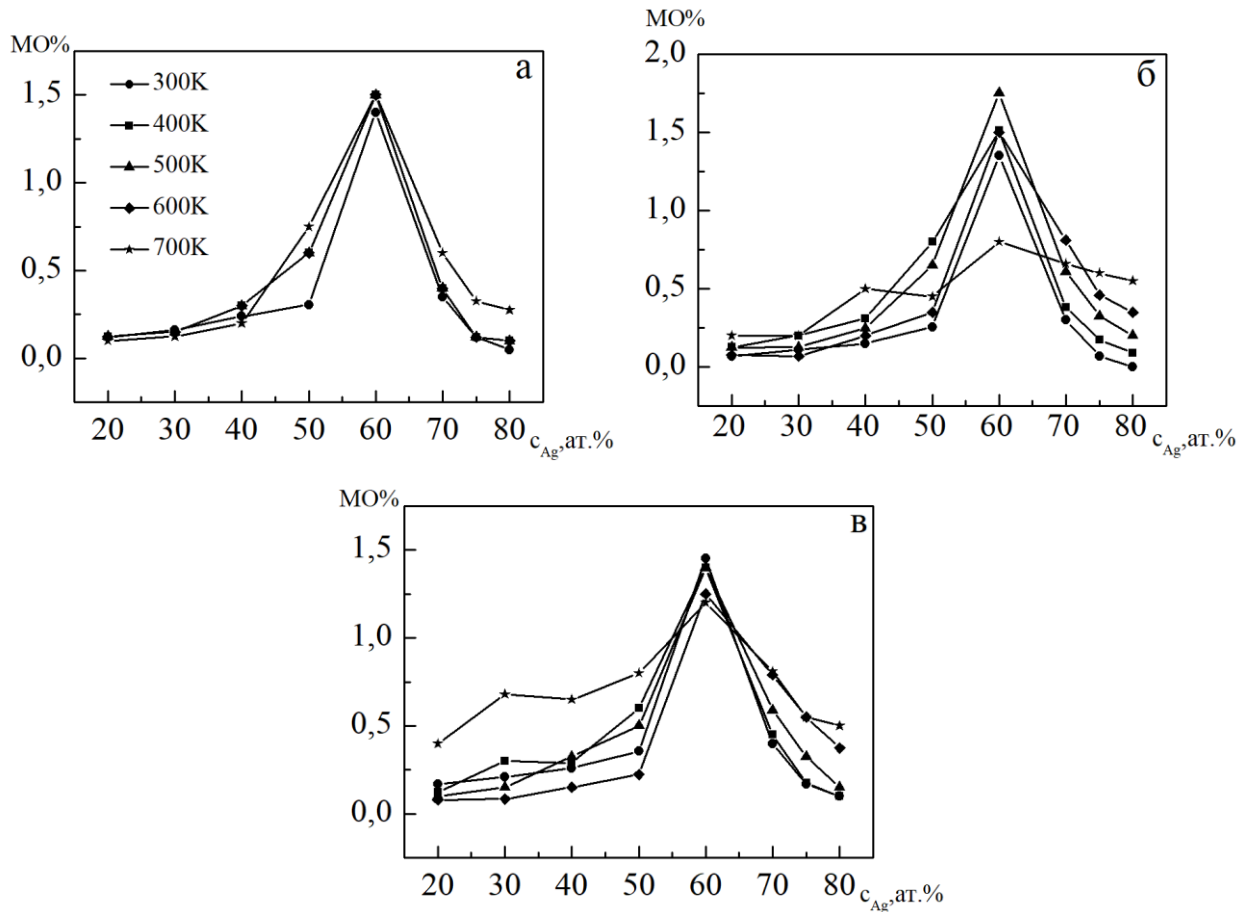


Рисунок 3.4 – Залежність МО від концентрації атомів Ag для плівкових зразків на основі Ru та Ag, при температурах відпалювання від 300 до 700K у трьох геометріях вимірювання: поздовжня (а), перпендикулярна (в), поперечна (б)

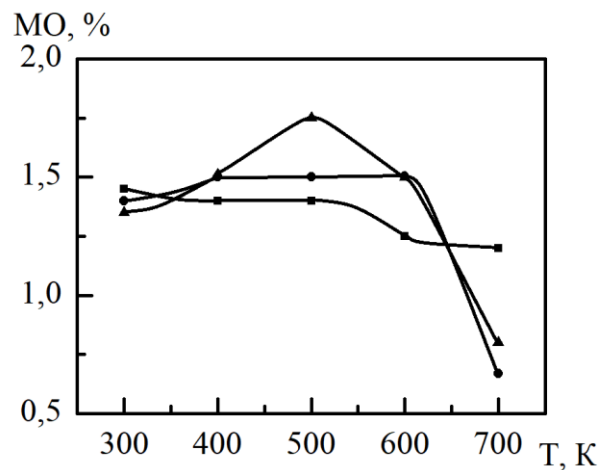


Рисунок 3.5 – Залежність МО від температури в діапазоні від 300 до 700K для плівкових зразків на основі Ru та Ag при концентрації атомів срібла 60 ат%. у трьох геометріях вимірювання: ● – поздовжня, ▲ – поперечна, ■ – перпендикулярна

Термообробка зразків в інтервалі температур 300-500 К призводить до покращення форми польових залежностей всіх зразків, представлених на рис. 3.2 (залежності $\mu_0(B)$ мають ізотропний характер, величина ефекту фактично не залежить від геометрії вимірювання) для всіх геометрій вимірювання. В той же час відпалювання до 700 К (рис. 3.3) призводить до зміни характеру польових залежностей μ_0 з ізотропних на гістерезисний і до зменшення у величині магніторезистивного ефекту. Це пов'язано з ростом кластерів магнітної компоненти під час відпалювання та зменшення ймовірності спин-залежного розсіювання на межі поділу магнітний кристал/немагнітна матриця, яке й обумовлює виникнення магніторезистивного ефекту.

Характер зміни концентраційних залежностей величини магнітоопору від концентрації атомів срібла в системі для всіх трьох геометрій представлений на рис. 3.4.

На рис. 3.5 наведено температурну залежність амплітуди магніторезистивного ефекту для зразка з концентрацією атомів срібла $c(\text{Ag}) = 60$ ат. % для якої були отримані найбільші значення магнітоопору. Як видно з рис. 3.5. для поздовжньої та перпендикулярної геометрій вимірювання, процес термовідпалювання фактично не змінює величину μ_0 у температурному інтервалі 300-600К, в той час як для поперечної геометрії спочатку відбувається зростання величини μ_0 в інтервалі температур 300-500 К та зниження магнітоопору при 600 К. Процес термовідпалювання до 700 К призводить до суттєвого зменшення величини μ_0 (1,8 рази).

Результати досліджень були опубліковані в матеріалах конференцій науково-технічної конференції «Фізика, електроніка, електротехніка ФЕМ :: 2018» [22] та міжнародна конференція студентів і молодих науковців з теоретичної та експериментальної фізики «ЕВРИКА-2018» [23].

ВИСНОВКИ

1. Тонкоплівкові наноструктури на основі пермалою $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ (Ру) та Ag, отримані методом одночасної конденсації компоненту, при певній концентрації компоненту проявляють ізотропний магнітоопір та можуть бути використані як чутливі елементи датчиків магнітного поля. При цьому в наслідок низької розчинності компоненту даний тип наноструктур характеризується більшою температурною стабільністю, ніж системи на основі Ру та Си.
2. Більш перспективними з точки реалізації ефекту ГМО та отримання більш високих його значень, є системи на основі Ру та Ag, отримані методом одночасного електронно-променевого випарування з двох незалежних джерел у порівнянні з пошаровою конденсацією.
3. Була отримана серія плівкових зразків на основі $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ та Ag загальною товщиною $d = 55$ нм у діапазоні концентрацій атомів срібла $c(\text{Ag}) = 20-80$ ат. % шляхом одночасної конденсації компонент методом електронно-променевого випаровування з двох незалежних джерел у камері вакуумної установки ВУП-5М з метою встановлення особливостей їх польових залежностей магнітоопору у залежності від концентрації атомів немагнітного матеріалу, а також вивчення впливу режиму термообробки на величину МО.
4. Аналіз отриманих залежностей $\text{MO}(B)$ при поздовжній, поперечній та перпендикулярній орієнтаціях магнітного поля показав, що найбільше значення магнітоопору 1,47% було отримано при $c(\text{Ag}) = 60$ ат. %. При цьому польові залежності магнітоопору мають ізотропний характер як у площині зразка, так і при переході до перпендикулярної орієнтації магнітного поля.
5. Термообробка досліджуваних наноструктур в інтервалі 300-500 К призводить до зростання величини МО, в той час як подальший процес термовідпалювання до 700 К призводить до його зменшення внаслідок зростання розміру кристалітів магнітної компоненти і зменшення ефективності спин-залежного розсіювання.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Bas J. A., Calero J. A., Dougan M. J. Study of AC magnetic properties and core losses of Fe/Fe₃O₄-epoxy resin soft magnetic composite // *Physics Procedia*. – 2003. – V. 75. – P. 254 – 255.
2. Ripka P., Magn J. Sensors based on bulk soft magnetic: advances and challenger // *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. – 2008. –V. 320, No 10 – P. 2466 – 2473.
3. Hamler A., Gorican V., Sustarsic B. The use of soft magnetic composite materials in synchronous electric motor // *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. – 2006. – V. 304. – P. 816 – 819.
4. O’Handley R. C. *Modern Magnetic Materials: Principles and Applications* // R. – New York : Wiley-Interscience, 2002. – 768 p.
5. Cullity B., Graham C.. *Introduction to Magnetic Materials* // R. – New York : Wiley-Interscience. – 2009. – P. 115 – 120.
6. Nahrwold G., Scholtyssek J.M., Motl-Ziegler S.. Structural, magnetic, and transport properties of Permalloy for spintronic experiments // *Journal of Applied Physics*. – 2010. –V.108. – P. 100 – 115.
7. Parkin S., Hayashi M., Thomas L.. *Magnetic Domain-Wall Racetrack Memory* // American Association for the Advancement of Science. – 2008. – V. 320, No 5873. – P. 190 – 194.
8. Kong L., Pan Q. Magnetotransport and domain structures in nanoscale NiFe/Cu/Co spin valve// *Journal of Applied Physics*. – 1999. – V. 8, No 5492. – P. 85 – 89.
9. Jiang Y., Yao S., Zhang W. [Ni₈₀Fe₂₀/Cu/Co/Cu] spin-valve multilayers electrodeposited on NiFe buffer layers // *Thin Solid Films*. – 2008. – V. 516, No 10. – P. 3210 – 3216.
- 10 . McGuire T., Potter R.. Anisotropic magnetoresistance in ferromagnetic 3d alloys // *IEEE Transaction*. – 1975. – V. 11, No 4. – P. 1018 – 1019.
11. Лобода В.Б., Кравченко В.О., Шкурдода Ю.О. Структура,

- електропровідність та гальваномагнітні властивості тонких плівок сплаву Fe_{0,5}-Ni_{0,5} // Вісник Сумського державного університету. – 2004. –Т. 8, № 67. – С. 115 – 123.
12. Stavroyiannis S. Annealing time dependence of structural and magnetotransport properties of Ni₈₁Fe₁₉(2 nm)/Ag(4 nm) multilayers // Materials Science and Engineering. – 2002. – V. 90, No 2. – P. 180 – 184.
 13. Pohorilyi A., Kravets A., Shypil' E. Magnetic properties of heterogeneous (FeNi)-Ag films in a wide composition range // Thin Solid Films. – 2003. –V. 423, No 2. – P. 218 – 223.
 14. Nahrwold G., Albrecht O., Merkt U. Magnetic and transport properties of Permalloy // Journal of Applied Physic. – 2010. –V. 108. – P. 98 – 100.
 15. Parkin S.S., More N., Roche K.P. Oscillations in exchange coupling and magnetoresistance in metallic superlattice structures // Physical Review Letters. – 1990.– V. 64, No 19.– P. 2304–2306.
 16. Лобода В.Б., Пирогова С.М., Проценко С.І. та ін. Структура та електрофізичні властивості тонких плівок сплаву Ni-Cu в температурному інтервалі 300-700К // Вісник Сумського державного університету. – 2001. – Т. 3, № 24. – С. 74 – 75.
 17. Onsgard I., Huang W. On the use of the quartz crystal microbalance for surface and analysis in combination with surface sensitive spectroscopies // Surface and interface analysis. – 1986. – V.9. – P.119 – 123.
 18. Литвиненко Я.М., Пазуха І.М., Бібик В.В. Структурні, магнітні та магніторезистивні властивості трикомпонентного плівкового сплаву на основі Ni_xFe_{1-x} та Co // Журнал Нано- та електронної фізики – 2015.– Т.5, № 3. – С. 7 – 11.
 19. Демиденко М.Г., Проценко С.И. Разработка автоматизированного комплекса для исследования магниторезистивных свойств наноструктурированных пленочных систем // Сборник трудов IX международной научно-практической конференции «Образовательные,

- научные инженерные приложения в среде LabVIEW и технологии National Instruments». – Москва : РУДН, 2010. – С. 379 – 381.
20. Литвиненко Я.М., Пазуха І.М., Пилипенко О.В., Бібик В.В. Структурно-фазовий стан, магніторезистивні та магнітні властивості плівко пермалою // Металлофізика и новейшие технологии. – 2015. – Т.37, № 10. – С. 1001 – 1017.
 21. Пилипенко О.В., Пазуха І.М., Овруцький А.С., Овродорець Л.В. Електрофізичні та магніторезистивні властивості плівок сплаву $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ // Ж. Нано- та електронної фізики. – 2016. – Т.8, №3. – С. 03022.
 22. Овруцький М.С., Шуляренко Д.О., Пазуха І.М. Тонкоплівковий чутливий елемент датчика магнітного поля на основі $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ та Ag // Матеріали науково-технічної конференції «Фізика, електроніка, електротехніка ФЕМ :: 2018», 05-09 лютого, Суми, 2018. – С. 60.
 23. Овруцький М., Шуляренко Д., Пазуха І. Концентраційна залежність магнітоопору нанорозмірних систем на основі пермалою та срібла // Міжнародна конференція студентів і молодих науковців з теоретичної та експериментальної фізики „ЕВРИКА-2018”, Львів, 15-17 травня, 2018. – С. А15.